

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

## ⑫ 公開特許公報(A) 平4-74824

⑮ Int. Cl. <sup>3</sup>	識別記号	庁内整理番号	⑬ 公開 平成4年(1992)3月10日
C 21 D 9/46	S	8015-4K	
8/02	A	8116-4K	
C 22 C 38/00	3 0 1 W	7047-4K	
38/06			

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全7頁)

⑭ 発明の名称 焼付硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法

⑯ 特 願 平2-191405

⑰ 出 願 平2(1990)7月18日

⑱ 発 明 者 野 村 茂 樹 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑲ 発 明 者 国 重 和 俊 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

㉑ 代 理 人 弁理士 穂上 照忠 外1名

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

焼付硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、C:0.02~0.13%、Si:2.0%以下、Mn:0.6~2.5%、sol.Al:0.10%以下、N:0.0080~0.0250%を含有し、残部はFeおよび不可避免的な不純物からなる鋼、または更にCa:0.0002~0.01%、Zr:0.01~0.10%、希土類元素:0.002~0.10%およびCr:3.0%以下のうちの1種以上を含む鋼に、鋳造後直接あるいは1100℃以上に再加熱した後、850~950℃で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、次いで、15℃/s以上の冷却速度で350℃以下まで冷却した後巻取を特徴とする焼付硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(2) 重量%で、C:0.02~0.13%、Si:2.0%以下、Mn:0.6~2.5%、sol.Al:0.10%以下、N:0.0080~0.0250%を含有し、残部はFeおよび不可避免的な不純物からなる鋼、または更にCa:0.0002~0.01

%、Zr:0.01~0.10%、希土類元素:0.002~0.10

%およびCr:3.0%以下のうちの1種以上を含む

鋼に、鋳造後直接あるいは1100℃以上に再加熱した後、850~950℃で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、次いで、15℃/s以上の冷却速度で600~700℃まで冷却した後1~15秒間空冷を行い、更に、15℃/s以上の冷却速度で350℃以下まで冷却した後巻取を特徴とする焼付硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、自動車用あるいは産業機器用の高強度部材用鋼板であって、成形加工に供するまでは比較的低強度で加工しやすく、加工後焼付焼強処理によって著しく高強度化する熱延鋼板の製造方法に関する。

(従来の技術)

連続熱間圧延によって製造されるいわゆる熱延鋼板は、比較的安価な構造材料として、自動車をはじめとする各種の産業機器に広く使用されてい

## 特開平4-74824 (2)

る。そして、その用途上プレス加工で成形される部材が多く、従って、熱延鋼板には優れた加工性が要求されることが多い。一方、構造部材としては高強度であることも要求されるが、高強度と優れた加工性とを両立させることは、通常困難である。

そこで、加工以前の素材の段階では低強度で加工性がよく、加工の後に適当な熱処理によって高強度化する材料が種々開発されてきた。冷延鋼板においては、加工する前は軟質で加工が容易であり、加工後の焼付塗装時に硬化して降伏強さが上昇する、いわゆる焼付硬化型高強度鋼板がすでに実用化されている。最近では焼付硬化型の熱延鋼板についての検討も進められており、これに関する特許も出願されている。

例えば、特開昭62-188021号公報には、焼付硬化型高強度熱延鋼板を製造する方法として、Nを多く含んだ特定化学成分の鋼を、熱間圧延後急冷する方法が開示されている。この方法は、固溶Nの歪時効を利用して焼付硬化性を得るものである。

しかしながらこの方法では、巻取り温度むらによる材質変動を抑えるために巻取り温度を350℃を超え600℃以下と規定しているため、Nの多くはAlNあるいは鉄窒化物として存在し、焼付塗装時の歪時効による強度上昇に働かず、高々7kgf/mm<sup>2</sup>の引張強さの上昇しか示さない。

またNには、複合組織化を助長する働きがあり、例えば特開昭55-44551号公報にはNを多く含んだ特定化学成分の鋼をオーステナイト(r)低温域で熱間圧延を終了する複合組織鋼板の製造方法が開示されている。しかしながら、Nの焼付硬化性を利用しようとする場合、r低温域での熱延ではAlNの析出が促進されかえって不利であり、従来の熱延鋼板に対する引張強さの上昇は8kgf/mm<sup>2</sup>程度にすぎない。

(発明が解決しようとする課題)

本発明の目的は、加工時には軟質でかつ巻取り温度むらによる材質変動を最小限に抑え、加工後の焼付塗装処理により疲労特性の改善に有効な引張強さが大幅に上昇する熱延鋼板の製造方法を提

供することにある。

(課題を解決するための手段)

本発明者らは、特定の化学組成を有する鋼を適切な条件で加工熱処理することにより上記目的が達成されることを見いだした。すなわち、C量を0.02~0.13%と低く抑えることにより巻取り温度むらによる材質の変動を抑制し、また、Nを0.0080~0.0250%と多量に添加し、さらに熱間圧延の仕上げ温度を850~950℃、巻取り温度を350℃以下とすることにより多量の固溶Nを鋼中に存在させ、金属組織をフェライトとマルテンサイトを主体とした複合組織とすることにより優れた加工性と高い焼付硬化性を付与できることを見いだした。

本発明はこのような知見に基づいてなされたものであって、その要旨は下記①および②の熱延鋼板の製造方法にある。なお、鋼中の化学成分の「%」は重量%を意味する。

① C: 0.02~0.13%, Si: 2.0%以下、Mn: 0.6~2.5%, sol. Al: 0.10%以下、N: 0.0080~0.0250%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物

からなる鋼、または更にCa: 0.0002~0.01%、Zr: 0.01~0.10%、希土類元素: 0.002~0.10%およびCr: 3.0%以下のうちの1種以上を含む鋼に、鑄造後直接あるいは1100℃以上に再加熱した後、850~950℃で仕上げ圧延を終了する熱間圧延を施し、次いで、15℃/s以上の冷却速度で350℃以下まで冷却した後巻取ることとを特徴とする焼付硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法。

② C: 0.02~0.13%, Si: 2.0%以下、Mn: 0.6~2.5%, sol. Al: 0.10%以下、N: 0.0080~0.0250%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる鋼、または更にCa: 0.0002~0.01%、Zr: 0.01~0.10%、希土類元素: 0.002~0.10%およびCr: 3.0%以下のうちの1種以上を含む鋼に、鑄造後直接あるいは1100℃以上に再加熱した後、850~950℃で仕上げ圧延を終了する熱間圧延を施し、次いで、15℃/s以上の冷却速度で600~700℃まで冷却した後1~15秒間空冷を行い、さらに、15℃/s以上の冷却速度で350℃以下まで冷却した後巻取ることとを特徴とする焼付硬化性と加工性に優れ

た熱延鋼板の製造方法。

(作用)

以下、本発明の構成要件とその作用について詳細に説明する。

(A) 鋼板の化学組成

Cはフェライトとマルテンサイトを主体とした複合組織(以下、単に複合組織という)中の低温変態生成物の体積率を増大させ、鋼板の強度を高める働きがあるが、その含有量が0.02%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、0.13%を超えて含有させると溶接性が劣化し、巻取り温度むらによるマルテンサイトの体積率や硬度の変動に起因する材質変動が顕著になるとともに、熱延までの強度が高く、焼付塗装時にマルテンサイトが軟化することもあって強度上昇量が低下する傾向がある。したがってその含有量を0.02～0.13%と定めた。なお、好ましい範囲は0.02～0.10%である。

Siは固溶強化作用により強度と延性を向上させる好ましい元素である。しかし、必要以上に添加

～0.0250%とした。0.0100～0.0250%とするのが特に好ましい。

Ca、Zrおよび希土類元素はいずれも介在物の形状を調整して冷間加工性を改善する作用を有する。しかし、その含有量がそれぞれCa:0.0002%未満、Zr:0.01%未満および希土類元素:0.002%未満では前記の作用による所望の効果が得られず、一方、Ca:0.01%、Zr:0.10%および希土類元素:0.10%を超えて含有させると、逆に鋼中の介在物が多くなりすぎて冷間加工性が劣化することから、それぞれの含有量をCa:0.0002～0.01%、Zr:0.01～0.10%、希土類元素:0.002～0.10%とした。

CrはMnと同様焼入れ性を向上させ、マルテンサイトを生成しやすくする働きがあるが、3.0%を超えて含有させると焼入れ性は優れるが延性が劣化するため3.0%以下とした。

上記の成分のほかに、本発明方法を適用して製造する熱延鋼板においては、不純物として含有されるPとSの上限を抑えることが重要である。

Pは溶接性に悪影響を及ぼす不純物元素であり、

### 特開平4-74824 (3)

すると溶接性が劣化するので、その含有量を2.0%以下と定めた。

Mnはオーステナイトを安定化する働きがあり、複合組織を得るために不可欠の元素である。その含有量が0.6%未満では必要な強度が得られないばかりか複合組織を得ることが困難であり、また、2.5%を超えて含有させると溶接性が劣化するので、その含有量を0.6～2.5%と定めた。

Alは脱酸剤として添加され鋼の清浄度を確保するために必要であるが、多量に添加してもAlNとして析出し、固溶Nを減少させるので、その上限値をsol.Alで0.10%と定めた。0.08%以下とするのが好ましく、0.01%以下とするのが特に好ましい。

熱延鋼板中に固溶しているNは加工後の焼付塗装時に歪時効を引き起こし引張強さの上昇に大きく寄与する。引張強さを10kgf/mm<sup>2</sup>以上上昇させるためには0.0080%以上のNを含有させることが必要であるが、0.0250%を超えて含有させてもその効果が飽和してしまうのでその含有量を0.0080

所望の溶接性を確保するためには0.05%以下とするべきである。

SはMnS系介在物を形成して加工性を低下させる不純物元素であり、加工性を確保するためにその含有量を0.05%以下に抑えるのがよい。

(B) 熱間圧延条件

熱間圧延に際して、連続製造または分解圧延工程から送られてくる、いわゆる直送スラブを用いてもよいし、一旦冷却されたスラブを再加熱して用いてもよい。ただし、再加熱圧延の場合は、仕上圧延温度を前記の範囲内にするため、およびAlNや鉄窒化物を完全に固溶させるために、再加熱温度は1100℃以上とする。

本発明においては熱間圧延仕上温度を850～950℃とすることが重要である。仕上温度がAr<sub>1</sub>点以上であっても、850℃未満であるとマルテンサイトがバンド(帯)状に生成し加工性が劣化するとともに、AlNあるいは鉄窒化物が生成して固溶Nが減少し、焼付硬化性が低下する。また、950℃を超える仕上温度で熱間圧延を終了すると、オース

#### 特開平4-74824 (4)

テナイト粒が粗大となってフェライト核生成位置であるオーステナイト粒界面積が減少するためフェライトの生成量が減って加工性が劣化する。なお、特に好ましい仕上温度は900～950℃である。

熱間圧延終了後、冷却速度15℃/s以上で冷却する。この冷却過程でフェライトと未変態オーステナイトの分離が進み、350℃以下で巻取るまでに未変態オーステナイトの大部分がマルテンサイトに変態する。

本発明者らの実験結果によると、固溶N量が同じである場合でも、フェライトとマルテンサイトを主体とする金属組織(複合組織)を有する鋼板は、フェライトとパーライトあるいはフェライトとベイナイトを主体とする金属組織、あるいはベイナイト単相の金属組織の鋼板よりも焼付硬化性が高い。そのメカニズムは必ずしも明らかではないが、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織を有する鋼板に変形を加えた場合、軟質なフェライトに導入される転位が多く、それがNにより固定されてフェライトが著しく強化されるため、

引張強さが大きく上昇するものと思われる。しかも、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織を有する鋼板においては、スキンパス後常温で長時間放置していてもプレス時に問題となる降伏伸びの発生が抑制される。

冷却速度が15℃/s未満あるいは巻取り温度が350℃を超えると、未変態オーステナイトがマルテンサイトに変態する前にパーライトあるいはベイナイトに変態してしまい、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織が得られず、焼付硬化性が低下する。フェライトおよびマルテンサイトの体積率はそれぞれ60%以上および8%以上であることが必要である。

本発明のひとつ(前記①記載の発明)は、上記のように熱間圧延後巻き取りまでの冷却を連続して行う方法である。

本発明のもうひとつ(前記②記載の発明)は、熱間圧延後の冷却過程を2段に分け、第1段の冷却では15℃/s以上の冷却速度で600～700℃まで冷却した後1～15秒間空冷し、次いで、15℃/s以上の

冷却速度で350℃以下まで冷却(第2段の冷却)した後巻き取る方法である。これによって、フェライトと未変態オーステナイトとの分離がさらに促進され、フェライトが軟質化するため加工性が向上する。なお、空冷時の冷却速度は、板厚にもよるが0.5～10℃/sである。

#### (実施例)

第1表に示す化学組成の鋼を50kg真空溶解炉で溶製し、熱間鍛造により60mm厚スラブを製造し、1100～1250℃で加熱した後熱間圧延を行うか、または鋳型で60mm厚のスラブを製造しそのまま直接熱間圧延を行い、3mm厚の熱延鋼板とした。製造条件を第2表に示す。

この熱延鋼板からJIS 5号引張り試験片を切り出し、そのまま(熱延まま)の状態で、および8%引張り予歪を与えた後170℃×20分の熱処理を行って加工後の焼付塗装処理に相当する処理を施した後、引張試験を行った。

また、熱延鋼板の熱延ままでの加工性を調べるため、5%クリアランス打ち抜き穴の穴拡張試験

も実施した。

さらに、金属組織の定量を行い、フェライト体積率およびマルテンサイト体積率を求めた。金属組織の定量は、まずナイトル腐食により、フェライトおよびマルテンサイトと、ベイナイトおよびパーライトを分離し、さらに、400℃×20分の熱処理によりマルテンサイト中に炭化物を析出させた後、再度ナイトル腐食によりフェライトとマルテンサイトを分離して測定した。なお、定量においては、画像処理解析を行った。

結果を第3表に示す。同表から明らかなように、本発明例1～5と10～23では、引張強さ(TS)×伸び(EL)＞1800、引張強さ(TS)×穴拡張率＞1800で、強度と延性のバランスがよく、高い加工性を有し、しかも、加工後の焼付塗装相当処理による引張強さの増加(ΔTS)が10kgf/mm<sup>2</sup>以上という高い値を示した。

熱間圧延の仕上温度が本発明範囲よりも低い比較例6では、焼付硬化性が劣り、穴拡張性が著しく低い。熱間圧延後の冷却速度の違い比較例7、

冷却終了温度が高い比較例8および冷却途中の空  
冷時間の長い比較例9では、マルテンサイトが生  
じず、加工後の焼付塗装相当処理による引張強さ  
の増加が小さい。N添加量が本発明範囲より少な  
い比較例24も、加工後の焼付塗装相当処理による  
引張強さの増加が小さい。Cの高い比較例25にお  
いては、引張試験片採取位置による強度のばらつ  
きが大きく、引張強さの増加量も小さかった。

(以下、余白)

表 1

	鋼種	化 学 成 分 (重量%)							そ の 他
		C	Si	Mn	P	S	Sol.Aℓ	N	
本 発 明 例	A	0.060	0.20	1.60	0.012	0.002	0.007	0.016	
	B	0.030	0.13	2.02	0.022	0.003	0.005	0.018	Ca:0.0035
	C	0.053	0.41	1.94	0.061	0.008	0.004	0.009	
	D	0.080	1.20	1.41	0.033	0.012	0.006	0.022	
	E	0.041	0.52	1.85	0.092	0.005	0.006	0.019	Zr:0.03 希土類元素:0.021
	F	0.052	0.23	1.74	0.007	0.008	0.008	0.023	
	G	0.081	0.05	1.10	0.038	0.004	0.006	0.011	Cr:0.43
	H	0.110	1.40	0.75	0.023	0.005	0.006	0.016	
	I	0.033	0.60	2.40	0.013	0.011	0.005	0.018	
	J	0.051	0.32	1.63	0.032	0.004	0.032	0.017	
	K	0.034	0.15	0.86	0.032	0.011	0.023	0.018	Cr:0.63
	L	0.062	0.38	1.54	0.074	0.007	0.007	0.013	
	M	0.046	1.15	1.33	0.006	0.001	0.008	0.011	Ca:0.0031
	N	0.044	0.32	1.13	0.012	0.003	0.007	0.014	Cr:0.44 Ca:0.0009 希土類元素:0.011
	O	0.078	0.11	0.88	0.022	0.002	0.004	0.013	Cr:1.00 Zr:0.01
比 較 例	P	0.060	0.40	1.73	0.029	0.002	0.007	0.0035	
	Q	0.17	0.12	1.54	0.039	0.001	0.008	0.013	

・: 本発明で定める範囲を外れていることを示す。

特開平4-74824 (6)

第 2 表

No	編 種	熱 間 延 条 件							
		加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	第1段 冷却速度 (℃/s)	第1段冷却 終了温度 (℃)	空冷時間 (s)	第2段 冷却速度 (℃/s)	第2段冷却 終了温度 (℃)	巻取り温度 (℃)
本 発 明 例	1 A	1150	910	32	670	8	46	80	80
	2 A	1150	880	62	30	—	—	—	30
	3 A	1200	920	26	650	3	83	30	30
	4 A	1250	900	67	80	—	—	—	80
	5 A	1150	900	16	620	6	108	180	180
比 較 例	6 A	1200	800	26	650	8	46	80	80
	7 A	1150	900	8	20	—	—	—	20
	8 A	1200	900	38	420	—	—	—	420
	9 A	1200	900	27	660	300	69	80	80
	10 B	直送	910	24	30	—	—	—	30
本 発 明 例	11 C	1150	930	26	660	10	86	30	30
	12 D	直送	920	31	700	8	120	100	100
	13 E	1200	900	63	20	—	—	—	20
	14 F	1250	900	24	650	6	83	30	30
	15 G	1150	920	34	30	—	—	—	30
	16 H	1200	910	17	620	6	65	250	250
	17 I	1250	900	37	660	8	19	30	30
	18 J	直送	890	32	640	6	46	80	80
	19 K	直送	900	37	30	—	—	—	30
	20 L	1200	900	26	660	8	55	30	30
比 較	21 M	1200	860	18	150	—	—	—	150
	22 N	1200	910	33	650	8	63	30	30
	23 O	1200	920	29	650	5	46	30	30
	24 P	1200	900	26	650	4	72	60	60
	25 Q	1200	900	28	690	9	84	80	80

比較：比較例を表す。

・：本発明で定める条件を満たしていないことを示す。

第 3 表

No	編 種	金 属 組 成		引 張 試 験				穴 抜 げ 性	
		フェライト 体積 (%)	マシナビリティ 体積 (%)	熱 延 ま ま TS** (kgf/mm <sup>2</sup> )	EL** (%)	TS×EL	8%予歪→170℃×20分処理後 ΔTS** (kgf/mm <sup>2</sup> )	穴抜け率 (%)	TS×穴抜け率
本 発 明 例	1 A	91	9	59	37	2183	18	39	2301
	2 A	80	13	63	30	1890	14	31	1953
	3 A	87	12	61	35	2135	20	37	2257
	4 A	78	14	66	28	1848	17	39	1980
	5 A	92	8	56	40	2240	18	38	2240
比 較 例	6 A	91	9	61	36	2196	6	23	1403
	7 A	92	0	49	32	1568	3	44	2156
	8 A	88	0	43	35	1505	4	50	2150
	9 A	88	0	51	33	1683	3	43	2193
	10 B	89	9	50	37	1850	17	39	1950
本 発 明 例	11 C	89	11	61	35	2135	15	37	2220
	12 D	88	9	70	30	2100	18	34	2380
	13 E	90	10	63	29	1827	18	31	1953
	14 F	88	9	54	39	2106	16	45	2340
	15 G	77	8	59	32	1888	15	33	1947
	16 H	70	8	49	43	2107	15	46	2254
	17 I	90	10	55	39	2145	16	48	2352
	18 J	87	13	56	38	2128	10	41	2296
	19 K	90	8	47	39	1833	10	42	1574
	20 L	90	10	47	48	2256	13	49	2303
比 較	21 M	86	9	58	32	1856	14	33	1914
	22 N	87	10	51	45	2295	17	47	2397
	23 O	82	16	66	36	2376	18	35	2310
	24 P	89	11	63	35	2205	6	36	2268
	25 Q	77	19	75	31	2232	9	31	2232

比較：比較例を表す。

\*\*TS：引張強さ、\*\*EL：伸び、\*\*ΔTS：引張強さの増加(予歪前の元断面積で評価)

特開平4-74824 (7)

(発明の効果)

本発明方法により、加工時には軟質で加工しやすく、加工後の焼付塗装処理により著しく高強度化する熱延鋼板を製造することができる。この鋼板は自動車、その他各種の産業機器に広く使用できるもので、工業的に極めて有用である。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 穂上照忠 (ほか1名)

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**